

ВІСНИК НТУ "ХПІ" № 32 (1254)

металевих матеріалів. Спочатку спадковість розглядали як зв'язок між характеристиками шихти і властивостями розплаву та литих виробів. На сьогодні визнають існування кількох видів спадковості – хімічної, технологічної, структурної, фазової тощо [1-6].

Із теорії відомо, що при твердненні сплавів відбувається виділення теплоти кристалізації, утворення та ріст кристалів, перерозподіл лікватів та конвективне переміщення розплаву вздовж границі тверднення [7,8]. Суттєво впливають на ці процеси температурно – часові умови кристалізації виливків. Процес зародження і росту кристалів твердої фази з рідкого стану називають первинною кристалізацією, а структуру, що утворюється – первинною. Кристали з рідини ростуть в напрямку перпендикулярному до поверхні охолодження [9,10]. У залежності від хімічного складу сталі, швидкості кристалізації і градієнту температур на міжфазній поверхні тверднення відбувається за комірковим, комірково – дендритним і дендритним типом кристалізації [11,12].

Мета роботи

Метою роботи є дослідження литої структури сталі Р6М5, яка утворюється при різних технологічних факторах охолодження, дослідити явище спадковості.

Для цього поставлені наступні задачі:

- обрати матеріал для дослідження, описати його властивості, проаналізувати структуру;
- обрати спосіб дослідження структури, засоби виготовлення мікрошліфів, обладнання для проведення аналізу;
- виявити основні чинники, що впливають на утворювання структури та розподіл легувальних елементів;
- встановити границі для натурального експерименту, обрати параметри для дослідження та аналізу, провести натуральний експеримент;
- використовуючи метод математичного моделювання виконати оптимізацію регулювання теплових чинників розплаву.

Виклад основного матеріалу

Матеріалом для дослідження в даній науково – дослідній роботі є сталь Р6М5. Призначення – ріжучі інструменти всіх видів для обробки при звичайній швидкості різання деталей з вуглецевих та середньо легованих конструкційних сталей з межею міцності до 90...100 МПа, а також зуборізні інструменти для обробки нержавіючих сталей.

Високий вміст карбідоутворюючих елементів, особливо вольфраму і молібдену, забезпечує сталі червонотійкість – здатність зберігати високу твердість до температур близько 620°C. Цією властивістю визначається основне призначення сталі – інструмент для інтенсивних режимів різання.

Дослідження впливу температури нагріву розплаву над ліквідусом на структурну спадковість при переплаві шихтових заготовок сталі Р6М5 здійснювали з різною вихідною литою структурою.

Для формування певних вихідних структур шихтових заготовок розплав досліджуваної сталі після індукційної плавки розливали від стандартних температур у ливарні форми з різною тепловідводною здатністю – земляні і мідні водоохолоджувані. Це забезпечувало середню швидкість охолодження розплаву під час кристалізації (V) відповідно 2°C/c (нормальне охолодження) і 350°C/c (швидкісне охолодження).

Наступні переплави шихтових заготовок здійснювали в алунових тиглях з вагою розплаву до 400 г за різних температур перегріву над ліквідусом. Для сталі Р6М5 температура ліквідусу $T = 1430^\circ\text{C}$.

Експерименти по переплаву шихтових заготовок сталі з різною вихідною структурою здійснювали при температурах нагріву розплаву 1460, 1500, 1540 та 1620°C. Наступне охолодження розплаву під час кристалізації відбувалось за нормальних умов охолодження в тиглі на повітрі зі швидкістю $V_{\text{ох}} = 2\text{--}5^\circ\text{C/c}$. Температуру розплаву фіксували термопарою.

Розмір зерна сталі Р6М5 при литті в землю та в мідний водо охолоджуваний кокіл визначали згідно ГОСТ 5639–82. Стандарт встановлює металографічні методи виявлення і визначення величини зерна сталей і сплавів. Металографічні методи визначають:

- величину дійсного зерна (після гарячої деформації або термічної обробки);
- схильність зерна до зростання – визначенням величини зерна аустеніту після нагріву при температурі і часу витримки, встановлених нормативно – технічною документацією на сталі і сплави;
- кінетика зростання зерна – визначення величини зерна після нагрівання в інтервалі температури і часу витримки, встановлена нормативно – технічна документація на сталь і сплави. При переплавах за невеликих перегрівів над ліквідусом в розплаві зберігаються певна структурна неоднорідність і особливості будови шихтового металу, що дозволяє розглядати його як нерівноважну систему [13,14]. Відзначимо, що тривалість збереження нерівноважності таких систем перевищує тривалість знаходження металу у рідкому стані. Наступна кристалізація такого нерівноважного розплаву, що зберігає певні спадкові ознаки шихтового металу, супроводжується відповідними особливостями процесів зародкоутворення і формування фазово – структурного стану виливків.

Перехід від нерівноважного стану розплаву до рівноважного може бути реалізований його нагрівом до певної температури. Підвищення температури над ліквідусом зумовлює закономірні зміни будови розплаву – зменшення кількості кластерних угруповань і збільшення частки активізованих атомів

в об'ємі розплаву. Рівень значень такої критичної температури розпорядкування T_r (інтервалу температур) для кожного складу сталі (сплаву) залежить від багатьох факторів. Він може характеризувати стабільність збереження, закладених у шихтовому металі, металогенетичних (спадкових) ознак і є важливим технологічним параметром цілеспрямованого використання проявів спадковості при перепадах сталей.

Виходячи з цього досліджено вплив температури нагріву розплаву над ліквідусом на структурну спадковість при перепаді шихтових заготовок сталі Р6М5 з різною вихідною литою структурою. Для формування певних вихідних структур шихтових заготовок розплав досліджуваної сталі після індукційної плавки розливали від стандартних температур у ливарні форми з різною тепловідвідною здатністю – земляні і мідні водоохолоджувачі. Це забезпечувало середню швидкість охолодження розплаву під час кристалізації (V) відповідно $2^\circ\text{C}/\text{с}$ (нормальне охолодження) і $350^\circ\text{C}/\text{с}$ (швидкісне охолодження).

Наступні перепади шихтових заготовок здійснювали в алундових тиглях з вагою розплаву до 400 г за різних температур перегріву над ліквідусом. Для сталі Р6М5 температура ліквідусу $T = 1430^\circ\text{C}$. Експерименти по перепаду шихтових заготовок сталі з різною вихідною структурою здійснювали при температурах нагріву розплаву 1460, 1500, 1540, 1620°C . Наступне охолодження розплаву під час кристалізації відбувалось за нормальних умов охолодження в тиглі на повітрі ($V_{\text{ox}} = 2\text{--}5^\circ\text{C}/\text{с}$).

Вихідні структури досліджуваної сталі суттєво відрізняються за дисперсністю залежно від температурно – часових умов (V) кристалізації. Так як розмір зерна сталі Р6М5 при литті в землю знаходиться в межах 6–7 номера, при литті в мідний водоохолоджувачі копія відповідно в межах 9–10 номера згідно ГОСТ 5639–82.

Відомо, що температурно – часові умови кристалізації сталей суттєво впливають на проходження ліквацийних процесів у зв'язку з різною розчинністю хімічних елементів у розплав і твердому металі [15,16,17]. Наявність неоднорідності хімічного складу і, відповідно, фазово – структурного стану металу зумовлює зниження механічних властивостей. Тому підвищення хімічної і структурної однорідності виливків є однією з актуальних проблем ливарного виробництва. Інтенсивне охолодження сталі під час кристалізації і наступного охолодження виливка дозволяє знизити прояви лікваций, перевести у твердий розчин значну кількість вуглецю і легувальних елементів.

На прикладі сталі Р6М5 встановлено, що ступінь легуваності твердого розчину основними легувальними елементами і рівномірність їх розподілу в структурах нормально і швидкоохолодженої сталі, свідчить на користь інтенсивного тепловідбору при кристалізації. За умов повільного охолодження

розплаву при кристалізації шихтової заготовки спостерігається підвищення концентрації вольфраму, молібдену, хрому в міждендритних ділянках литого металу, збільшення розмірів евтектичних утворень, і вмісту в них основних карбідоутворюючих елементів.

За умов швидкісного охолодження також змінюється співвідношення площини структур сталі з мінімальним, середнім та максимальним вмістом легувальних елементів. Суттєво зростає площа із середнім вмістом легувальних елементів (понад 55 %) за рахунок відповідного зменшення площі ділянок структури з мінімальним і максимальним їх вмістом, що пов'язано з послабленням процесу лікваций.

Наступні перепади шихтових заготовок сталі Р6М5 швидкісного охолодження від зазначених вище температур перегріву розплаву над ліквідусом показали, що в певному інтервалі температур в розплаві сталей зберігається ближній порядок, що відповідає дисперсній структурі сталі вихідних шихтових заготовок.

Металографічно підтверджено, що в межах експерименту такою критичною температурою розплаву для сталі Р6М5 є 1500°C .

Розмір зерна кристалітів за таких умов перегріву розплаву в інтервалі $1460\text{--}1500^\circ\text{C}$ після перепаду змінюється незначно і відповідає номеру 8. Тобто дисперсність і однорідність вихідної швидкоохолодженої структури сталі успадковується при перепаді в інтервалі докритичних температур T_r . Підвищення ж температури розплаву вище вказаного інтервалу температур T_r зумовлює процес докорінної структурної перебудови розплавів сталей, перехід їх в більш рівноважний стан і втрату в певній мірі спадкових ознак вихідної шихтової заготовки швидкоохолодженої сталі.

Це підтверджується також закономірною зміною характеристик лікваций залежно від температури розплаву при перепадах сталі. Розподіл основних легувальних елементів (W, Cr, Mo) свідчить про суттєве зростання проявів лікваций вище температури розплаву 1500°C . В інтервалі температур $1460\text{--}1500^\circ\text{C}$ переважають ділянки структури з середнім вмістом легувальних елементів, а при більш високих температурах розплаву – ділянки із значним градієнтом зміни концентрації основних легувальних елементів.

При цьому значно підсилюються прояви лікваций щодо максимального вмісту елементів (до 15–18 %) в міжкристалічних ділянках карбідної евтектики.

Відповідно до цього середній вміст елементів в металевій матриці сталі закономірно зменшується, найбільш суттєво при перегріві розплаву вище температури 1500°C .

Таким чином показано, що при кристалізації розплаву від температур перегріву нижче температури рівноважної мікронеоднорідності розплаву T_r зберігається вплив вихідної структури шихти, при кристалізації ж від температур перегріву

вище T_r за відповідної швидкості охолодження розплаву існує можливість формування нової литої структури.

Це відкриває можливості цілеспрямованого керування структурою литих виробів, виходячи з доцільності збереження позитивних або усунення негативних металогенетичних (спадкових) ознак при використанні вторинних шихтових матеріалів або спеціальної шихти з підготовленою структурою.

Для кожного з легувальних елементів побудовано графіки залежності площі від їх концентрації та температури переплаву.

Апроксимація поліномом другого ступеня залежностей площі від їх концентрації та температури переплаву дозволила отримати математичні моделі з перевіркою достовірності апроксимації (R^2).

Ванадій:

Мінімальна площа

$$y = -2.95 \cdot 10^{-5} \cdot x^2 + 0.1825 \cdot x - 160.47; \quad R^2 = 0.9289$$

Середня площа

$$y = -80 \cdot 10^{-5} \cdot x^2 + 2.21 \cdot x - 1578.55; \quad R^2 = 0.9977$$

Максимальна площа

$$y = -40 \cdot 10^{-5} \cdot x^2 - 1.14 \cdot x + 878.89; \quad R^2 = 0.9856$$

Молибден

Мінімальна площа

$$y = 10^{-4} \cdot x^2 - 0.35 \cdot x + 234.53; \quad R^2 = 0.9695$$

Середня площа

$$y = 30 \cdot 10^{-5} \cdot x^2 - 1.08 \cdot x + 983.29; \quad R^2 = 0.9745$$

Максимальна площа

$$y = -50 \cdot 10^{-5} \cdot x^2 + 1.55 \cdot x - 1214.99; \quad R^2 = 0.9569$$

Хром

Мінімальна площа

$$y = -20 \cdot 10^{-5} \cdot x^2 + 0.7745 \cdot x - 593.12; \quad R^2 = 0.9988$$

Середня площа

$$y = 10^{-4} \cdot x^2 - 0.39 \cdot x + 391.19; \quad R^2 = 0.9861$$

Максимальна площа

$$y = -7.75 \cdot 10^{-5} \cdot x^2 + 0.26 \cdot x - 203.71; \quad R^2 = 0.9988$$

Отриманні данні дають можливість отримати значення вихідного параметра при конкретно заданому вхідному параметру у рамках експерименту та навпаки. Також є можливість робити прогноз відносно розподілу легувальних елементів в інших температурних границях, поза даним експериментом.

Обговорення результатів

Переваги ливарних технологій ґрунтуються на можливості швидкого отримання виливків різних розмірів та ваги, наближених до форми готових виробів, низької собівартості їх виготовлення, зменшення витрат металу при механічній обробці.

Умови твердіння мають вирішальне значення для формування мікроструктури і рівня властивостей литих виробів, визначають їх якість. Змінюючи умови кристалізації можна цілеспрямовано впливати на характеристики первинної литої структури сталей, а також на структуру і властивості виливків після зміцнюючої термічної обробки.

Таким чином показано, що при кристалізації розплаву від температур перегріву нижче температури рівноважної мікронеоднорідності розплаву T_r зберігається вплив вихідної структури шихти, при кристалізації ж від температур перегріву вище T_r за відповідної швидкості охолодження розплаву існує можливість формування нової литої структури.

Це відкриває можливості цілеспрямованого керування структурою литих виробів, виходячи з доцільності збереження позитивних або усунення негативних металогенетичних (спадкових) ознак при використанні вторинних шихтових матеріалів або спеціальної шихти з підготовленою структурою.

Підвищення швидкості охолодження до $350\text{--}800^\circ\text{C}/\text{с}$ забезпечує підвищення характеристик фізико-механічних властивостей литих виробів до рівня властивостей деформованого металу. Це відкриває додаткові можливості керування структуроутворенням виробів з литих сталей і значного підвищення їх механічних і експлуатаційних характеристик.

Висновки

1. Аналітичний огляд джерел інформації дозволив зробити висновок, що обрана сталь Р6М5 має поширене використання при обробці конструкційних матеріалів з міцністю менше $600\text{--}700$ МПа (кольорові метали, наприклад, сплави на алюмінієвій основі; відпалені сталі; сірі чавуни та ін.).

2. Для дослідження структури були встановлені засоби виготовлення мікрошліфів, вибрано обладнання для проведення аналізу.

3. В ході дослідження основних чинників, які впливають на утворення структури та розподіл легувальних елементів було встановлено, що переплави показали, що в певному інтервалі температур в розплаві сталей зберігається ближній порядок, що відповідає дисперсній структурі сталі вихідних шихтових заготовок. Дисперсність і однорідність вихідної швидкоохолодженої структури сталі успадковується при переплаві в інтервалі докритичних температур T_r . Підвищення ж температури розплаву вище вказаного інтервалу температур T_r зумовлює процес докорінної структурної перебудови розплавів сталей, перехід їх в більш рівноважний стан і втрату в певній мірі спадкових ознак вихідної шихтової заготовки швидкоохолодженої сталі.

4. Для експерименту було обрано швидкість охолодження 2 та $350^\circ\text{C}/\text{с}$ що відповідає швидкості охолодження в піщаній формі та в кокій відповідно, а температуру переплаву змінювали від 1460°C до 1620°C , ці дві границі знаходяться по різні сторони від критичної температури.

5. В ході математичного аналізу даних були отримані математичні рівняння, які дозволяють отримати значення вихідного параметра при

конкретно заданому вхідному параметру у рамках експерименту та навпаки, а також зробити прогноз відносно стану структури відносно досліджуваних параметрів.

Список літератури

1. **Chaus, A. S.** Wear resistance of high-speed steels and cutting performance of tool related to structural factors / **A. S. Chaus, M. Hudáková** // *Wear*. – 2009. – V. 267. – №. 5-8. – P. 1051-1055. – doi: 10.1016/j.wear.2008.12.101.
2. **Ghomashchi, M. R.** Microstructural changes in as-cast M2 grade high speed steel during high temperature treatment / **M. R. Ghomashchi, C. M. Sellars** // *Metal Science*. – 2013. – V. 18. – №. 1. – P. 44-48. – doi:10.1179/030634584790420339.
3. **Fu, H.** A Study of Modification of M2 Cast High Speed Steel, / **H. Fu, J. Xing** // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. – 2004. – V. 35. – №. 9. – P. 578-581. – doi:10.1002/mawe.200300697.
4. **Jun, Y.** Effect of Rare Earth on Microstructures and Properties of High Speed Steel With High Carbon Content / **Y. Jun, Z. De-ning, L. Xiao-ming, D. Zhong-ze** // *Journal of Iron and Steel Research, International*. – 2007. – V. 14. – №. 1. – P. 47-52. – doi:10.1016/S1006-706X(07)60011-9.
5. **Zhou, X. F.** Morphology and microstructure of M2C carbide formed at different cooling rates in AISI M2 high speed steel / **X. F. Zhou, F. Fang, F. LiJ, Q. Jiang** // *Journal of Materials Science*. – 2011. – V. 46. – №. 5. – P. 1196-1202. – doi:10.1007/s10853-010-4895-4.
6. **Poulachon, G.** The influence of the microstructure of hardened tool steel workpiece on the wear of PCBN cutting tools / **G. Poulachon, B. P. Bandyopadhyay, I. S. Jawahir, S. Pheulpin** // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2003. – V. 43. – №. 2. – P. 139-144. – doi:10.1016/S0890-6955(02)00170-0.
7. **Shizhong, W.** Effects of carbon on microstructures and properties of high vanadium high-speed steel / **W. Shizhong, Z. Jinhua, X. Liujie, L. Rui** // *Materials & Design*. – 2006. – V. 27. – №. 1. – P. 58-63. – doi:10.1016/j.matdes.2004.09.027.
8. **Pryds, N. H.** The effect of cooling rate on the microstructures formed during solidification of ferritic steel / **N. H. Pryds, X. Huang** // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2000. – V. 31. – №. 12. – P. 3155-3166. – doi:10.1007/s11661-000-0095-1.
9. **Nakada, N.** Inheritance of Dislocations and Crystallographic Texture during Martensitic Reversion into Austenite / **N. Nakada, R. Fukagawa, T. Tsuchiyama, S. Takaki, D. Ponge, D. Raabe** // *ISIJ International*. – 2013. – V. 53. – №. 7. – P. 1286-1288. – doi:10.2355/isijinternational.53.1286.
10. **Pan, H.** Preparation of High Silicon Electrical Steel Sheets with Strong {100} Recrystallization Texture by the Texture Inheritance of Initial Columnar Grains / **H. Pan, Z. Zhang, J. Xie** // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2016. – V. 47. – №. 5. – P. 2277-2285. – doi:10.1007/s11661-016-3371-4.
11. **Idan, A. F. I.** The study of the influence of laser hardening conditions on the change in properties of steels / **A. F. I. Idan, O. Akimov, L. Golovko, O. Goncharuk, K. Kostyk** // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. – 2016. – V. 2. – №. 5 (80). – P. 69-73. – doi:10.15587/1729-4061.2016.65455.

12. **Mohanad, M. K.** Modeling of the case depth and surface hardness of steel during ion nitriding / **M. K. Mohanad, V. Kostyk, D. Domin, K. Kostyk** // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. – 2016. – V. 2. – №. 5 (80). – P. 45-49. – doi:10.15587/1729-4061.2016.65454.
13. **Kostyk, K.** Development of innovative method of steel surface hardening by a combined chemical-thermal treatment / **K. Kostyk** // *EUREKA: Physics and Engineering*. – 2016. – №. 6. – P. 46-52. – doi:10.21303/2461-4262.2016.00220.
14. **Dhafer, W. A.-R.** The choice of the optimal temperature and time parameters of gas nitriding of steel / **W. A.-R. Dhafer, V. Kostyk, K. Kostyk, A. Glotka, M. Chechel** // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. – 2016. – V. 3. – №. 5 (81). – P. 44-50. – doi: 10.15587/1729-4061.2016.69809.
15. **Kostyk, K.** Surface hardening of tool from steel 38Cr2MoAl complex chemical-heat treatment / **K. Kostyk** // *Bulletin of the National Technical University «KhPI» Series: New Solutions in Modern Technologies*. – 2015. – №. 39 (1148). – P. 26-33. – doi:10.15587/1729-4061.2017.100014.
16. **Акимов О. В.** Сплавы с эффектом памяти формы. История появления и развития, физика процесса их уникальных свойств / **О. В. Акимов, С. М. Нури Ахмед** // *Вісник Національного технічного університету*. – 2015. – №. 14. – С. 42-49.
17. **Акимов О. В.** Влияние термической обработки на свойства нового сплава на основе железа / **О. В. Акимов, С. М. Нури Ахмед** // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. – 2015. – Т. 6. – №. 11 (78). – С. 35-40. – doi:10.15587/1729-4061.2015.56370.

Bibliography (transliterated)

1. **Chaus, A. S., Hudáková, M.** Wear resistance of high-speed steels and cutting performance of tool related to structural factors. *Wear*, 2009, **5-8**, 1051-1055. – doi:10.1016/j.wear.2008.12.101.
2. **Ghomashchi, M. R., Sellars, C. M.** Microstructural changes in as-cast M2 grade high speed steel during high temperature treatment. *Metal Science*, 2013, **1**, 44-48. – doi:10.1179/030634584790420339.
3. **Fu, H., Xing, J.** A Study of Modification of M2 Cast High Speed Steel. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2004, **9**, 578-581. – doi: 10.1002/mawe.200300697.
4. **Jun, Y., De-ning, Z., Xiao-ming, L., Zhong-ze, D.** Effect of rare earth on microstructures and properties of high speed steel with high carbon content. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2007, **1**, 47-52. – doi:10.1016/S1006-706X(07)60011-9.
5. **Zhou, X. F., Fang, F., LiJ, F., Jiang, Q.** Morphology and microstructure of M2C carbide formed at different cooling rates in AISI M2 high speed steel. *Journal of Materials Science*, 2011, **5**, 1196-1202. – doi:10.1007/s10853-010-4895-4.
6. **Poulachon, G., Bandyopadhyay, B. P., Jawahir, I. S., Pheulpin, S.** The influence of the microstructure of hardened tool steel workpiece on the wear of PCBN cutting tools. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2003, **2**, 139-144. – doi:10.1016/S0890-6955(02)00170-0.
7. **Shizhong, W., Jinhua, Z., Liujie, X., Rui, L.** Effects of carbon on microstructures and properties of high

- vanadium high-speed steel. *Materials & Design*, 2006, **1**, 58-63. – doi:10.1016/j.matdes.2004.09.027.
8. **Pryds, N. H., Huang, X.** The effect of cooling rate on the microstructures formed during solidification of ferritic steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, **12**, 3155-3166. – doi:10.1007/s11661-000-0095-1.
 9. **Nakada, N., Fukagawa, R., Tsuchiyama, T., Takaki, S., Ponge, D., Raabe, D.** Inheritance of Dislocations and Crystallographic Texture during Martensitic Reversion into Austenite. *ISIJ International*, 2013, **7**, 1286-1288. – doi:10.2355/isijinternational.53.1286.
 10. **Pan, H., Zhang, Z., Xie, J.** Preparation of High Silicon Electrical Steel Sheets with Strong {100} Recrystallization Texture by the Texture Inheritance of Initial Columnar Grains. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, **5**, 2277-2285. – doi:10.1007/s11661-016-3371-4.
 11. **Idan, A. F. I., Akimov, O., Golovko, L., Goncharuk, O., Kostyk, K.** The study of the influence of laser hardening conditions on the change in properties of steels. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2016, **5** (80), 69-73. – doi:10.15587/1729-4061.2016.65455.
 12. **Mohanad, M. K., Kostyk, V., Domin, D., Kostyk, K.** Modeling of the case depth and surface hardness of steel during ion nitriding. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2016, **5** (80), 45-49. – doi:10.15587/1729-4061.2016.65454.
 13. **Kostyk, K.** Development of innovative method of steel surface hardening by a combined chemical-thermal treatment. *EUREKA: Physics and Engineering*, 2016, **6**, 46-52. – doi:10.21303/2461-4262.2016.00220.
 14. **Dhafer, W. A.-R., Kostyk, V., Kostyk, K., Glotka, A., Chechel, M.** The choice of the optimal temperature and time parameters of gas nitriding of steel. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2016, **5** (81), 44-50. – doi:10.15587/1729-4061.2016.69809.
 15. **Kostyk, K.** Surface hardening of tool from steel 38Cr2MoAl complex chemical-heat treatment. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2015, **39** (1148), 26-33. – doi:10.15587/1729-4061.2017.100014.
 16. **Акимов, О. В., Нури Ахмед, С. М.,** Сплавы с эффектом памяти формы. История появления и развития, физика процесса их уникальных свойств. *Вісник Національного технічного університету*, 2015, **14**, 42-49.
 17. **Акимов, О. В., Нури Ахмед, С. М.,** Влияние термической обработки на свойства нового сплава на основе железа. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*, 2015, **11** (78), 35-40. – doi:10.15587/1729-4061.2015.56370.

Сведения об авторах (About authors)

Мариненко Дмитро Віталійович – Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина; e-mail: prostooelementary@gmail.com.

Marynenko Dmytro – National Technical University Kharkiv Polytechnic Institute, Kharkiv city, Ukraine; e-mail: prostooelementary@gmail.com.

Кравцова Наталія Вікторівна – инженер 1 категории кафедры "Механика сплошных сред и сопротивление материалов", Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина.

Kravtsova Nataliia – the engineer of 1 category of Department of "continuum Mechanics and mechanics of materials", National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine.

Будь ласка, посилайтесь на цю статтю наступним чином:

Мариненко, Д. В. Дослідження впливу технологічних параметрів охолодження швидкоріжучої сталі на спадковість елементів структури / **Д. В. Мариненко, Н. В. Кравцова** // *Вісник НТУ «ХПІ»*, Серія: Нові рішення в сучасних технологіях. – Харків: НТУ «ХПІ». – 2017. – № 32 (1254). – С. 42-47. – doi:10.20998/2413-4295.2017.32.07.

Please cite this article as:

Marynenko, D., Kravtsova, N. Investigation of the effects of the technological parameters of cooling of fastening steel on the strength of the elements of the structure. *Bulletin of NTU "KhPI". Series: New solutions in modern technologies*. – Kharkiv: NTU "KhPI", 2017, **32** (1254), 42-47, doi:10.20998/2413-4295.2017.32.07.

Пожалуйста, ссылайтесь на эту статью следующим образом:

Мариненко, Д. В. Дослідження впливу технологічних параметрів охолодження швидкоріжучої сталі на спадковість елементів структури / **Д. В. Мариненко, Н. В. Кравцова** // *Вестник НТУ «ХПИ»*, Серія: Новые решения в современных технологиях. – Харьков: НТУ «ХПИ». – 2017. – № 32 (1254). – С. 42-47. – doi:10.20998/2413-4295.2017.32.07.

АННОТАЦИЯ Целью работы является исследование литой структуры стали Р6М5, которая образуется при различных технологических факторах охлаждения. В ходе исследования основных факторов, которые влияют на образование структуры и распределение легирующих элементов было установлено, что в определенном интервале температур в расплаве сталей сохраняется ближний порядок, что соответствует дисперсной структуре стали исходных шихтовых заготовок. В ходе математического анализа данных были получены математические уравнения, которые позволяют получить значение выходного параметра при конкретно заданном входном параметру в рамках эксперимента и наоборот, а также сделать прогноз относительно состояния структуры относительно исследуемых параметров.

Ключевые слова: сталь; охлаждения; структура; наследственность; легирующие элементы.

Поступила (received) 08.09.2017